

10/525738
PCT/JP03/07460

Rec'd 2003 28 FEB 2003

12.06.03

日本国特許庁
JAPAN PATENT OFFICE

REC'D 01 AUG 2003

WIPO PCT

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されて
いる事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed
with this Office.

出願年月日 2002年 8月30日
Date of Application:

出願番号 特願2002-255529
Application Number:
[ST. 10/C]: [JP2002-255529]

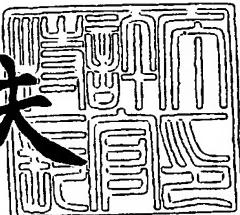
出願人 科学技術振興事業団
Applicant(s):

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2003年 7月18日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今井康夫



【書類名】 特許願
【整理番号】 E051P34
【提出日】 平成14年 8月30日
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C22C 45/00
【発明者】
【住所又は居所】 宮城県仙台市青葉区川内元支倉35 川内住宅11-8
06
【氏名】 井上 明久
【発明者】
【住所又は居所】 宮城県仙台市青葉区花壇3-4-403
【氏名】 張 健
【特許出願人】
【識別番号】 396020800
【氏名又は名称】 科学技術振興事業団
【代理人】
【識別番号】 100108671
【弁理士】
【氏名又は名称】 西 義之
【手数料の表示】
【予納台帳番号】 048541
【納付金額】 21,000円
【提出物件の目録】
【物件名】 明細書 1
【物件名】 図面 1
【物件名】 要約書 1
【ブルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 Cu基非晶質合金

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 式： $Cu_{100-a-b}(Zr, Hf)_a(Al, Ga)_b$ [式中、a, bは原子%で、
35原子%≤a≤50原子%、2原子%≤b≤10原子%である] で示される組成
を有する非晶質相を体積百分率で90%以上含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし、 T_x は、
結晶化開始温度、 T_g は、ガラス遷移温度を示す。) の式で表わされる過冷却液体
領域の温度間隔 ΔT_x が45K以上、金型铸造法により直径又は厚さ1mm以上、非晶
質相の体積比率90%以上の棒材又は板材が得られ、圧縮強度1900MPa以上、ヤン
グ率100GPa以上、ビッカース硬さ500Hv以上であることを特徴とするCu基非晶
質合金。

【請求項 2】 式： $Cu_{100-a-b}(Zr, Hf)_a(Al, Ga)_bM_cT_dQ_e$ [式中、Mは、Fe, Ni,
Co, Ti, Cr, V, Nb, Mo, Ta, W, Be, 又は希土類元素よりなる群から選択選択される1種又
は2種以上の元素、Tは、Ge, Sn, Si, B元素よりなる群から選択選択される1種又は2
種以上の元素、Qは、Ag, Pd, Pt, Au元素よりなる群から選択選択される1種又は2種
以上の元素であり、a, b, c, d, e は原子%で、35原子%≤a≤50原子%、
2原子%≤b≤10原子%、0≤c≤5%、0≤d≤5%、0≤e≤5%、 $b + c + d + e \leq 15$ 原子%である] で示される組成を有する非晶質相を体積百分率で90%以
上含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし、 T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を
示す。) の式で表わされる過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が45K以上、金型铸造
法により直径又は厚さ1mm以上、非晶質相の体積比率90%以上の棒材又は板材が
得られ、圧縮強度1900MPa以上、ヤング率100GPa以上、ビッカース硬さ500Hv以上
であることを特徴とするCu基非晶質合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、大きな非晶質形成能を有し、機械的性質に優れたCu含有量の多いCu基非晶質合金に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

溶融状態の合金を急冷することにより、薄帯状、フィラメント状、粉粒体状など、種々の形状を有する非晶質固体が得られることがよく知られている。非晶質合金薄帯は、大きな急冷速度の得られる単ロール法、双ロール法、回転液中紡糸法、アトマイズ法などの種々の方法で作製できるので、これまでにも、Fe系、Ti系、Co系、Zr系、Ni系、Pd系、又はCu系について多くの非晶質合金が得られており、優れた機械的性質、高い耐腐食性等の非晶質合金特有の性質が明らかにされてきた。例えば、Cu基非晶質合金では、主に、二元系Cu-Ti、Cu-Zr、又は3元系Cu-Ni-Zr、Cu-Ag-RE、Cu-Ni-P、Cu-Ag-P、又はCu-Mg-REに関して研究が行われてきた。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】

これらのCu基非晶質合金は、ガラス形成能が低いので、液体急冷法により薄帯状、粉末状、細線状などの非晶質合金しか得られていない。そして、高い熱的安定性を示しておらず、最終製品形状へ加工することも困難なことから、工業的に見て、その用途がかなり限定されていた。

【0004】

ガラス遷移を示し、広い過冷却液体域及び大きな換算ガラス化温度 (T_g/T_1) を有する非晶質合金では、結晶化に対する高い安定性を示して、大きな非晶質形成能を有することが知られている。金型鋳造法によりバルク状非晶質材を作製することが可能である。一方、非晶質合金を加熱すると、特定の合金系では結晶化する前に、過冷却液体状態に遷移し、急激な粘性低下を示すことが知られている。このような過冷却液体状態では、合金の粘性が低下しているために閉塞鍛造などの方法により任意形状の非晶質合金形成果を作製することが可能である。したがって、広い過冷却液体域及び大きな換算ガラス化温度 (T_g/T_1) を有する合金では、大きな非晶質形成能及び優れた加工性を備えていると言える。

【0005】

実用的な使用を鑑みた大形状Cu基非晶質合金、言い換えれば非晶質形成能に優れたCu含有量の多いCu基非晶質合金に関して研究開発はあまり進んでいない。

。特開平9-20968号公報には、一般式 $Cu_{100-a-b-c}M_aX_bQ_c$ (Mは、Zr, RE, Tiのうち1種又は2種以上の元素、Xは、Al, Mg, Niのうち1種又は2種以上の元素、Qは、Fe, Co, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Mn, Au, Ag, Re, 白金族元素, Zn, Cd, Ga, In, Ge, Sn, Sb, Si, Bのうち1種又は2種以上の元素)の弾性作動体用エリンバー非磁性合金が開示されているが、具体的な組成例としてはCuが40原子%以下と少ないもののみであり、機械的特性についてもビックアース硬度(20°C Hv)について210から485の例が報告されているのみである。また、特開平11-61289号公報にも、これと同様な合金組成からなるストレンゲージ用非磁性金属ガラス合金が開示されている。

【0006】

2001年に、本発明者らは、非晶質形成能に優れたCu基のCu-Zr-Ti及びCu-Hf-Ti非晶質合金を開発し、特許出願した(WO02/053791 A1)。Cu₆₀Zr₄₀非晶質合金は $\Delta T_x=55K$ を有するが、圧縮強度などの機械的強度が十分ではない。これに非晶質形成能を向上する元素として5～30原子%のTiを添加することが好ましいが、このCu-Zr-Ti非晶質合金の ΔT_x は30～47K程度であり、十分に優れた加工性を備えていると言えなかった。Cu-Hf-Ti又はCu-Zr-Hf-Ti系非晶質合金は、Cu-Zr-Ti非晶質合金より大きな ΔT_x を有するが、Hf金属はZr金属よりかなり高価であり実用的ではない。

そこで、本発明は、前述したCu基非晶質合金のように多量のTiを含有することなく、Cu-Zr-TiやCu-Hf-Ti非晶質合金よりも大きなガラス形成能、優れた加工性、優れた機械的性質を兼ね備えたCu基非晶質合金を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上述の課題を解決するために、Cu基非晶質合金の最適組成について研究した結果、Zr及び/又はHfとAl及び/又はGa、残部Cuの特定組成の合金を溶融し、液体状態から急冷凝固させることにより、45K以上の過冷却液体領域 ΔT_x を示す直径(肉厚)1mm以上の非晶質相の棒(板材)が得られ、大きなガラス形成能、優れた加工性、優れた機械的性質を兼ね備えたCu基非晶質合金が得られることを見出し、本発明を完成するに至った。

【0008】

すなわち、本発明は、式： $Cu_{100-a-b}(Zr, Hf)_a(Al, Ga)_b$ [式中、a, bは原子%で、35原子%≤a≤50原子%、2原子%≤b≤10原子%である] で示される組成を有する非晶質相を体積百分率で90%以上含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし、 T_x は、結晶化開始温度、 T_g は、ガラス遷移温度を示す。) の式で表わされる過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が45K以上、金型铸造法により直径又は厚さ1mm以上、非晶質相の体積比率90%以上の棒材又は板材が得られ、圧縮強度1900MPa以上、ヤング率100GPa以上、ビッカース硬さ500Hv以上であることを特徴とするCu基非晶質合金である。

【0009】

また、本発明は、式： $Cu_{100-a-b}(Zr, Hf)_a(Al, Ga)_bM_cT_dQ_e$ [式中、Mは、Fe, Ni, Co, Ti, Cr, V, Nb, Mo, Ta, W, Be, 又は希土類元素よりなる群から選択選択される1種又は2種以上の元素、Tは、Ge, Sn, Si, B元素よりなる群から選択選択される1種又は2種以上の元素、Qは、Ag, Pd, Pt, Au元素よりなる群から選択選択される1種又は2種以上の元素であり、a, b, c, d, e は原子%で、35原子%≤a≤50原子%、2原子%≤b≤10原子%、0≤c≤5%、0≤d≤5%、0≤e≤5%、b + c + d + e ≤ 15原子%である] で示される組成を有する非晶質相を体積百分率で90%以上含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。) の式で表わされる過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が45K以上、金型铸造法により直径（厚さ）1mm以上、非晶質相の体積比率90%以上の棒材（板材）が得られ、圧縮強度1900MPa以上、ヤング率が100GPa以上、ビッカース硬さ500Hv以上であることを特徴とするCu基非晶質合金である。

【0010】

なお、上記の組成式中の(Zr, Hf) は、Zr及び/又はHfを意味し、(Al, Ga)はAl及び/又はGaを意味する。したがって、上記の式： $Cu_{100-a-b}(Zr, Hf)_a(Al, Ga)_b$ は、具体的には下記のいずれかである。

$Cu_{100-a-b}Zr_aAl_b$ 、 $Cu_{100-a-b}Hf_aAl_b$ 、 $Cu_{100-a-b}Zr_aGa_b$ 、 $Cu_{100-a-b}Hf_aGa_b$ 、 $Cu_{100-a-b}(Zr+Hf)_aAl_b$ 、 $Cu_{100-a-b}(Zr+Hf)_aGa_b$ 、 $Cu_{100-a-b}(Zr+Hf)_a(Al+Ga)_b$

【0011】

本発明のCu基非晶質合金は、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ （ただし、 T_x は、結晶化開始温度、 T_g はガラス遷移温度を示す。）の式で表わされる過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が45K以上であり、 T_g/T_1 （ただし、 T_1 は、合金の液相線温度を示す。）の式で表わされる換算ガラス化温度が0.57以上であり、金型铸造法により直径（厚さ）1mm以上、非晶質相の体積比率90%以上の棒材（板材）が得られる。

【0012】

なお、本明細書中の「過冷却液体域」とは、毎分40Kの加熱速度で示差走査熱量分析を行うことにより得られるガラス遷移温度と結晶化温度の差で定義されるものである。「過冷却液体域」は結晶化に対する抵抗力、すなわち非晶質の安定性及び加工性を示す数値である。本発明の合金は45K以上の過冷却液体域 ΔT_x を有する。また、本明細書中の「換算ガラス化温度」とは、ガラス遷移温度（ T_g ）と毎分5Kの加熱速度で示差熱量分析（DTA）を行うことにより得られる合金液相線温度（ T_1 ）の比で定義されるものである。「換算ガラス化温度」は非晶質形成能力を示す数値である。

【0013】

【発明の実施の形態】

以下に本発明の実施の形態を説明する。本発明のCu基非晶質合金において、Zr,Hfは、非晶質を形成する基本となる元素である。Zr,Hf量は35原子%以上50原子%以下で、より好ましくは40原子%以上45原子%以下である。Zr,Hf量が35原子%以上であれば ΔT_x は45K以上となり、加工性が良くなる。特に、Zr量は40原子%以上では ΔT_x は50K以上となる。

【0014】

また、Al,Ga元素は、本発明の合金の基幹となる元素であり、特に、Cu-(Zr,Hf)系合金の非晶質形成能を大幅に高めるには効果を有する。Al,Ga元素量は2原子%以上10原子%以下で、より好ましくは2.5原子%以上9原子%以下である。

【0015】

Cuの量は、40原子%以上63原子%未満とする。Cuの量が40原子%未満では、ガラス形成能及び強度が低下する。また、Cuの量が63原子%以上になると

、過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が減少し、ガラス形成能が低下する。より好ましい範囲は、50原子%以上60原子%以下である。

【0016】

Zr, HfとCuの量の合計は、90原子%以上98原子%以下である。90原子%未満では、所望の機械的性質が得られない。98原子%を超えると非晶質形成能を高める元素であるAl, Gaが不足しガラス形成能が低下する。より好ましい範囲は、91原子%以上97.5原子%以下である。

【0017】

上記の基本的合金組成に少量のFe, Ni, Co, Ti, Cr, V, Nb, Mo, Ta, W又は希土類元素の添加は強度の向上に有効であるが、非晶質形成能が劣化するため、添加する場合は5原子%以下とする。

【0018】

また、少量のGe, Sn, Si, Be, B元素の添加は過冷却液体域の広さは増大するが、5原子%を超えると非晶質形成能が劣化するため、添加する場合は5原子%以下とする。

【0019】

さらに、5原子%までのAg, Pd, Au, Pt元素の添加によって、過冷却液体域の広さは増大するが、5原子%を超えると非晶質形成能力が低下するので、添加する場合は5原子%以下とする。これらの付加的な元素とAl, Ga元素量の総量、すなわち上記の組成式で $b + c + d + e$ は15原子%以下、より好ましくは10原子%以下とする。総量が15原子%を超えると、ガラス形成能の低下が好ましくない程度になる。

【0020】

本発明のCu基非晶質合金は、溶融状態から公知の単ロール法、双ロール法、回転液中紡糸法、アトマイズ法などの種々の方法で冷却固化させ、薄帯状、フィラメント状、粉粒体状の非晶質固体を得ることができる。また、本発明のCu基非晶質合金は大きな非晶質形成能を有するため、上述の公知の製造方法のみならず、溶融金属を金型に充填鋳造することにより任意の形状の非晶質合金を得ることもできる。例えば、代表的な金型鋳造法においては、合金を石英管中でアルゴ

ン雰囲気中に溶融した後、溶融金属を0.5~1.5kg·f/cm²の噴出圧で銅製の金型内に充填凝固させることにより非晶質合金塊を得ることができる。更に、ダイカストキャスティング法及びスクイズキャスティング法などの製造方法を適用することもできる。

【0021】

【実施例】

以下、本発明の実施例について説明する。表1に示す合金組成からなる材料（実施例1~23）について、アーク溶解法により母合金を溶製した後、単ロール液体急冷法により約20μmの薄帯試料を作製した。そして、薄帯試料のガラス遷移温度(T_g)、結晶化開始温度(T_x)を示差走査熱量計(DSC)より測定した。これらの値より過冷却液体領域(T_x-T_g)を算出した。液相線温度(T1)の測定は、示差熱分析(DTA)により測定した。これらの値より換算ガラス化温度(T_g/T_1)を算出した。また、金型鋳造法により作製した直径1mm棒状試料の非晶質化の確認はX線回折法により行った。

【0022】

また、試料中に含まれる非晶質相の体積比率(V_{f-am})は、DSCを用いて結晶化の際の発熱量を完全非晶質化した厚さ約20μmの薄帯との比較により評価した。これらの評価結果を表1に示す。さらに、圧縮試験片を作製し、インストロン型試験機を用いて圧縮試験を行い圧縮強度(σ_f)及びヤング率(E)を評価した。また、ビッカース硬さ(Hv)を測定した。評価結果を表2に示す。

図1には、Cu-Zr-Al系合金において非晶質バルク材のDSC曲線を示す。また、図2には、X-線回折图形を示す。図3には、Cu-Zr-Al系合金の非晶質バルク材における圧縮試験の応力-歪み曲線を示す。

【0023】

【表1】

	合金組成 (at%)	T _g (K)	T _x (K)	T _x -T _g (K)	T _g /T _m	V _f -Amo.
実施例 1	Cu ₆₀ Zr ₃₅ Al ₅	755	801	46	0.59	100
実施例 2	Cu ₅₅ Zr ₄₀ Al ₅	723	800	77	0.62	100
実施例 3	Cu ₅₀ Zr ₄₅ Al ₅	701	770	69	0.60	100
実施例 4	Cu _{52.5} Zr _{42.5} Al ₅	709	781	72	0.61	100
実施例 5	Cu ₅₅ Zr _{42.5} Al _{2.5}	705	773	68	0.61	100
実施例 6	Cu ₅₅ Hf ₄₀ Al ₅	777	862	85	0.60	100
実施例 7	Cu ₅₀ Hf ₄₅ Al ₅	765	857	92	0.62	100
実施例 8	Cu _{52.5} Hf ₄₀ Al _{7.5}	779	834	55	0.63	100
実施例 9	Cu ₅₀ Hf _{42.5} Al _{7.5}	780	835	55	0.63	100
実施例 10	Cu _{52.5} Hf _{42.5} Al ₅	771	849	78	0.59	100
実施例 11	Cu ₅₅ Hf _{37.5} Al _{7.5}	776	863	87	0.61	100
実施例 12	Cu ₅₅ Hf _{42.5} Al _{2.5}	769	831	62	0.60	100
実施例 13	Cu ₅₀ Zr _{22.5} Hf _{22.5} Al ₅	790	843	53	0.62	100
実施例 14	Cu ₅₅ Zr ₄₀ Ga ₅	730	780	50	0.61	100
実施例 15	Cu _{42.5} Zr _{42.5} Ga ₅	728	777	49	0.61	100
実施例 16	Cu ₅₅ Hf ₄₀ Ga ₅	784	847	63	0.58	100
実施例 17	Cu ₅₀ Zr ₄₅ Al _{2.5} Ga _{2.5}	728	792	64	0.61	100
実施例 18	Cu ₄₅ Zr ₄₅ Al ₅ Ni ₅	710	775	65	0.59	100
実施例 19	Cu ₅₀ Zr ₄₀ Al ₅ Nb ₅	721	771	50	0.61	100
実施例 20	Cu ₅₀ Zr ₄₀ Al ₅ Au ₅	735	815	80	0.61	100
実施例 21	Cu ₅₀ Zr ₄₀ Al ₅ Y ₅	721	795	74	0.61	100
実施例 22	Cu ₅₀ Zr ₄₅ Al _{2.5} Sn _{2.5}	707	785	78	0.61	100
実施例 23	Cu ₅₀ Zr ₄₅ Al _{2.5} B _{2.5}	713	792	79	0.61	100
比較例 1	Cu ₇₀ Zr ₂₀ Al ₁₀	—	—	—	—	50<
比較例 2	Cu ₇₀ Hf ₂₀ Al ₁₀	—	—	—	—	50<
比較例 3	Cu ₅₅ Zr ₂₀ Al ₅ Ni ₁₀	—	—	—	—	50<
比較例 4	Cu ₆₀ Al ₄₀	—	—	—	—	10<
比較例 5	Cu ₆₀ Zr ₃₀ Ti ₁₀	713	750	37	0.61	100
比較例 6	Cu ₆₀ Hf ₂₀ Ti ₂₀	730	768	38	0.61	100
比較例 7	Cu ₆₀ Zr ₄₀	717	777	60	0.60	91
比較例 8	Cu ₅₅ Zr ₃₅ Ti ₁₀	680	727	47	0.59	100
比較例 9	Cu ₅₃ Zr ₃₅ Al ₅ Ti ₇	721	753	32	0.54	50<

【0024】

【表2】

	合金組成 (at%)	σ_f (MPa)	E (GPa)	Hv
実施例 1	$Cu_{60}Zr_{35}Al_5$	2265	119	603
実施例 2	$Cu_{55}Zr_{40}Al_5$	2220	116	581
実施例 3	$Cu_{50}Zr_{45}Al_5$	1921	103	546
実施例 4	$Cu_{52.5}Zr_{42.5}Al_5$	2130	112	568
実施例 5	$Cu_{55}Zr_{42.5}Al_{2.5}$	2200	115	589
実施例 6	$Cu_{55}Hf_{40}Al_5$	2280	121	642
実施例 7	$Cu_{50}Hf_{45}Al_5$	2320	134	667
実施例 8	$Cu_{52.5}Hf_{40}Al_{7.5}$	2295	128	644
実施例 9	$Cu_{50}Hf_{42.5}Al_{7.5}$	2372	137	673
実施例 10	$Cu_{52.5}Hf_{42.5}Al_5$	2380	137	681
実施例 11	$Cu_{55}Hf_{37.5}Al_{7.5}$	2412	140	698
実施例 12	$Cu_{55}Hf_{42.5}Al_{2.5}$	2253	131	692
実施例 13	$Cu_{50}Zr_{22.5}Hf_{22.5}Al_5$	2130	122	591
実施例 14	$Cu_{55}Zr_{40}Ga_5$	2219	117	585
実施例 15	$Cu_{42.5}Zr_{42.5}Ga_5$	2100	115	571
実施例 16	$Cu_{55}Hf_{40}Ga_5$	2275	126	652
実施例 17	$Cu_{50}Zr_{45}Al_{2.5}Ga_{2.5}$	2205	115	691
実施例 18	$Cu_{45}Zr_{45}Al_5Ni_5$	2025	107	569
実施例 19	$Cu_{50}Zr_{40}Al_5Nb_5$	2312	131	674
実施例 20	$Cu_{50}Zr_{40}Al_5Au_5$	2245	117	597
実施例 21	$Cu_{50}Zr_{40}Al_5Y_5$	2180	114	575
実施例 22	$Cu_{50}Zr_{45}Al_{2.5}Sn_{2.5}$	2200	112	561
実施例 23	$Cu_{50}Zr_{45}Al_{2.5}B_{2.5}$	2175	119	559
比較例 1	$Cu_{70}Zr_{20}Al_{10}$	-	-	564
比較例 2	$Cu_{70}Hf_{20}Al_{10}$	-	-	624
比較例 3	$Cu_{55}Zr_{30}Al_5Ni_{10}$	-	-	578
比較例 4	$Cu_{60}Ti_{40}$	-	-	566
比較例 5	$Cu_{60}Zr_{30}Ti_{10}$	2115	114	504
比較例 6	$Cu_{60}Hf_{20}Ti_{20}$	2080	135	620
比較例 7	$Cu_{60}Zr_{40}$	1880	102	555
比較例 8	$Cu_{55}Zr_{35}Ti_{10}$	1860	112	567
比較例 9	$Cu_{53}Zr_{35}Al_5Ti_7$	-	-	584

【0025】

表1より明らかなように、各実施例の非晶質合金は、Cu-Hf又はCu-Zr-Hf系非晶質合金系では ΔT_x が50K以上と大きく、Cu-Zr系非晶質合金でも ΔT_x は45K以上であり、0.57以上の換算ガラス化温度を示し、直径1mmの非晶質合金棒が容易に得られた。

【0026】

これに対して、比較例1～2の合金は、(Al,Ga)が10原子%であるが、(Zr,Hf)が35原子%未満であり、大きなガラス形成能を持っておらず、直径1mmの棒状非晶質合金が得られなかった。

【0027】

比較例3の合金は、Ni量が5原子%を超え、大きなガラス形成能を持っておらず、直径1mmの棒状非晶質合金が得られなかった。比較例4の合金は、基本元素(Zr,Hf)が存在しておらず、直径1mmの棒状非晶質合金が得られなかった。比較例5及び比較例6の合金は、基本元素(Al,Ga)が存在しておらず、直径1mmの棒状非晶質合金が得られたが、過冷却液体域が45K未満であり、良好な加工性を持っていない。

比較例7及び8の合金は、Zrが35原子%以上であり、過冷却液体域が45K以上であるが、良好な加工性を有するが、圧縮強度が小さい。

比較例9の合金は、Tiが5原子%を超えると、換算ガラス化温度Tg/Tlかなり低下したので直径1mmの棒状非晶質合金が得られなかった。

【0028】

表2より明らかなように、各実施例の非晶質合金は、圧縮破断強度(σ_f :MPa)が最小で1921、最大で2412であり、硬度(室温ビッカース硬度:Hv)が最小で546、最大で891であり、ヤング率(E:Gpa)が最小で103、最大で140であり、1900MPa以上の圧縮破断強度、500Hv以上のビッカース硬度及び100Gpa以上のヤング率を示すことが分かる。

【0029】**【発明の効果】**

以上説明したように、本発明のCu基合金組成によれば、金型鋳造法により1m

m以上の棒状試料を容易に作製することができる。これらの非晶質合金は45K以上の過冷却液体領域を示すとともに、高強度、高ヤング率を有する。これらのことから大きな非晶質形成能、優れた加工性、優れた機械的性質を兼備した実用上有用なCu基非晶質合金を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】

図1は、Cu-Zr-Al系3元合金において非晶質バルク材のDSC曲線を示すグラフである。

【図 2】

図2は、Cu-Zr-Al系3元合金において非晶質バルク材のX一線回折图形を示すグラフである。

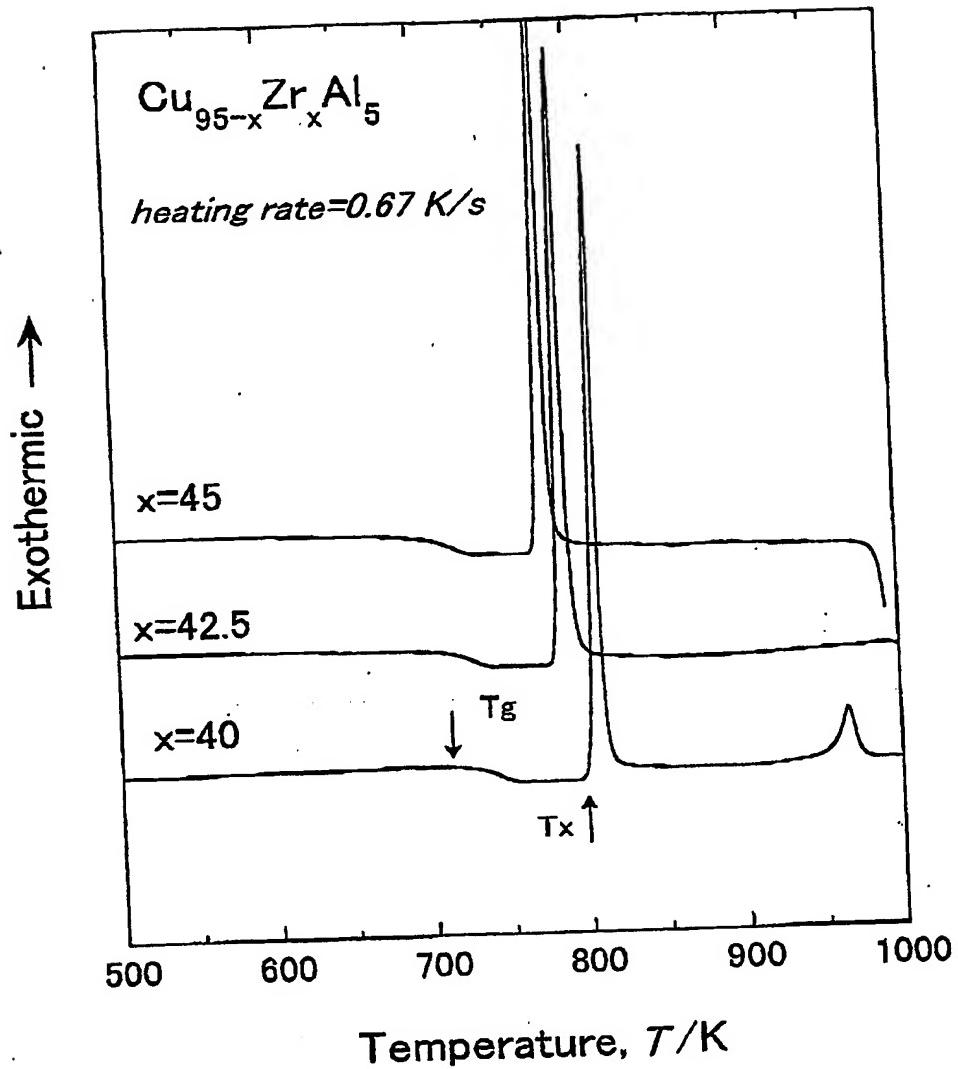
【図 3】

図3は、直径2mmのCu-Zr-Al非晶質合金バルク材の圧縮試験による応力-歪み曲線を示すグラフである。

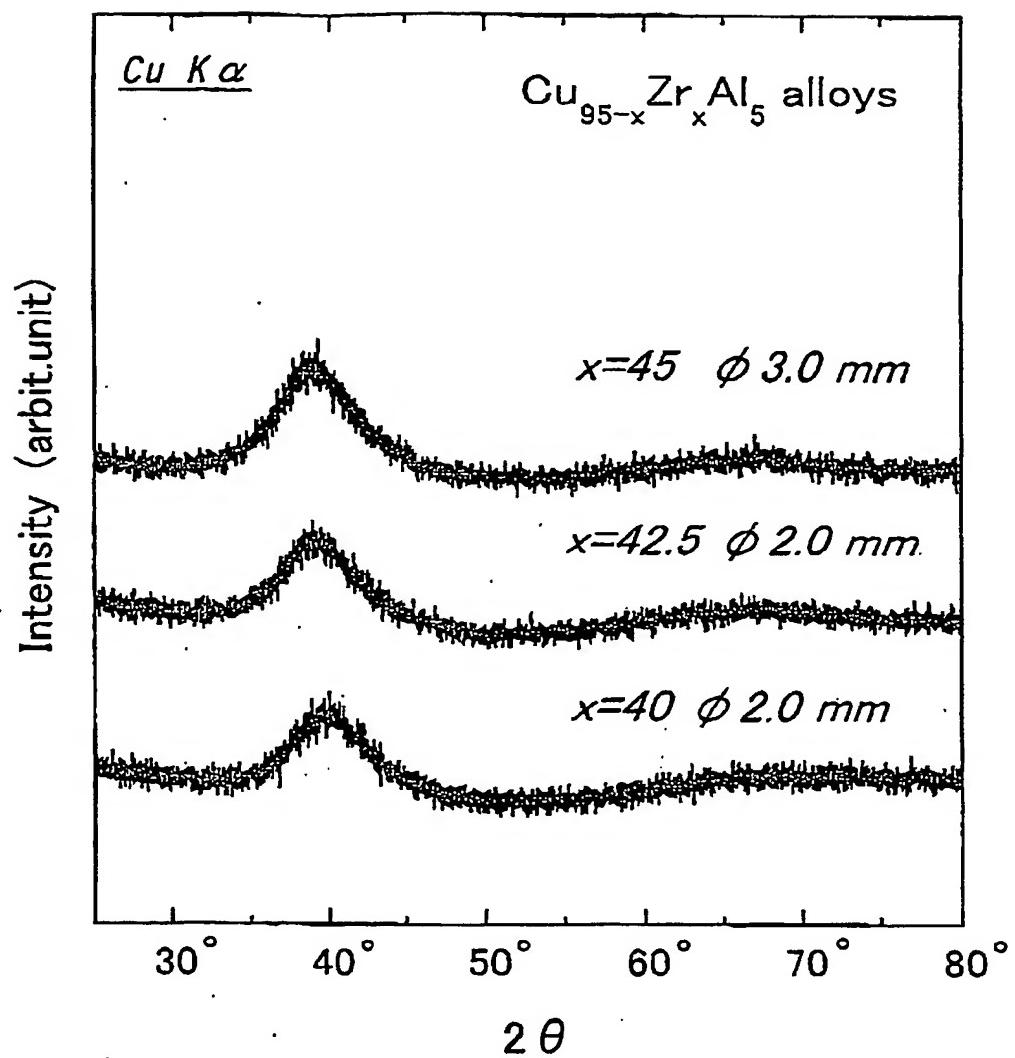
【書類名】

図面

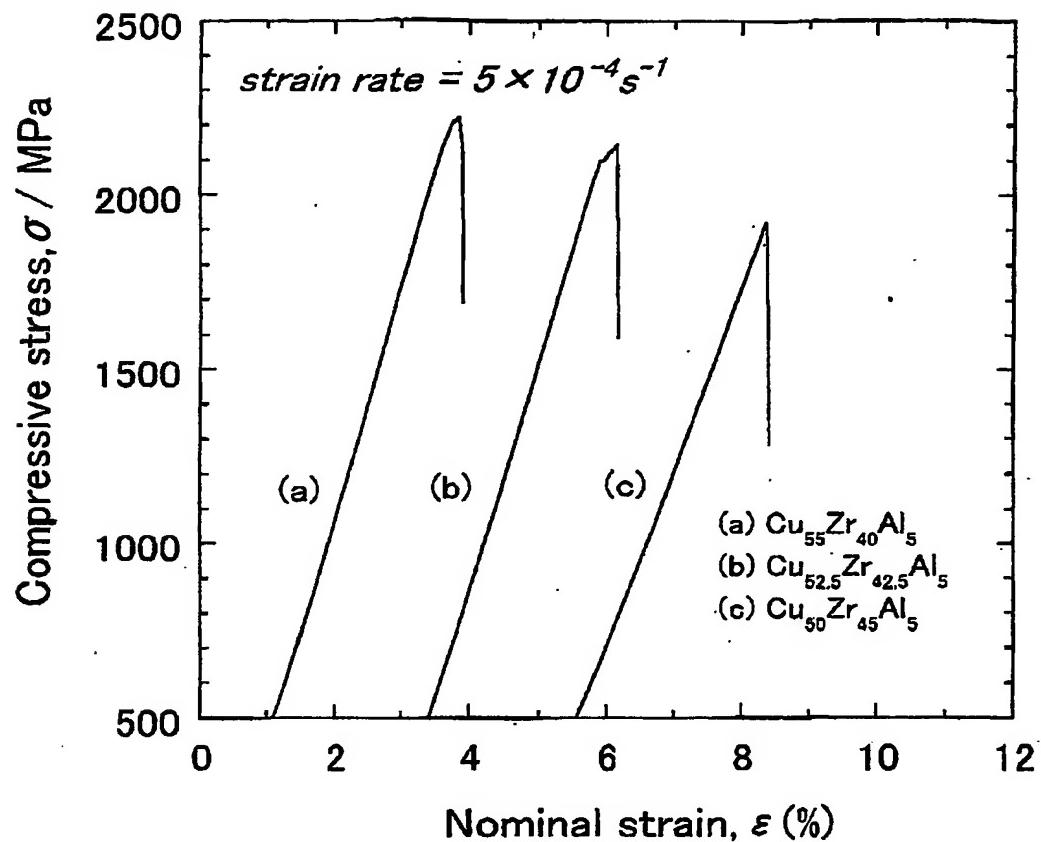
【図1】



【図2】



【図3】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 多量のTiを含有することなく、Cu-Zr-TiやCu-Hf-Ti非晶質合金よりも大きなガラス形成能、優れた加工性、優れた機械的性質を兼ね備えたCu基非晶質合金を提供すること。

【構成】 式： $Cu_{100-a-b}(Zr, Hf)_a(Al, Ga)_b$ [式中、a, bは原子%で、35原子% $\leq a \leq 50$ 原子%、2原子% $\leq b \leq 10$ 原子%である] で示される組成を有する非晶質相を体積百分率で90%以上含み、 $\Delta T_x = T_x - T_g$ (ただし、Txは、結晶化開始温度、Tgは、ガラス遷移温度を示す。) の式で表わされる過冷却液体領域の温度間隔 ΔT_x が45K以上、金型铸造法により直径又は厚さ1mm以上、非晶質相の体積比率90%以上の棒材又は板材が得られ、圧縮強度1900MPa以上、ヤング率100GPa以上、ビッカース硬さ500Hv以上であることを特徴とするCu基非晶質合金。

【選択図】 図1

特願 2002-255529

出願人履歴情報

識別番号 [396020800]

1. 変更年月日 1998年 2月24日

[変更理由] 名称変更

住 所 埼玉県川口市本町4丁目1番8号
氏 名 科学技術振興事業団